

POWERED BY **Dialog**

**Superalloy composition for turbine blade - consists of predetermined composition of metals with nickel and unavoidable impurities as remainder**

**Patent Assignee: TOSHIBA KK**

**Patent Family**

Patent Number	Kind	Date	Application Number	Kind	Date	Week	Type
JP 10330872	A	19981215	JP 97140632	A	19970529	199909	B

**Priority Applications (Number Kind Date): JP 97140632 A ( 19970529)**

**Patent Details**

Patent	Kind	Language	Page	Main IPC	Filing Notes
JP 10330872	A		11	C22C-019/05	

**Abstract:**

JP 10330872 A

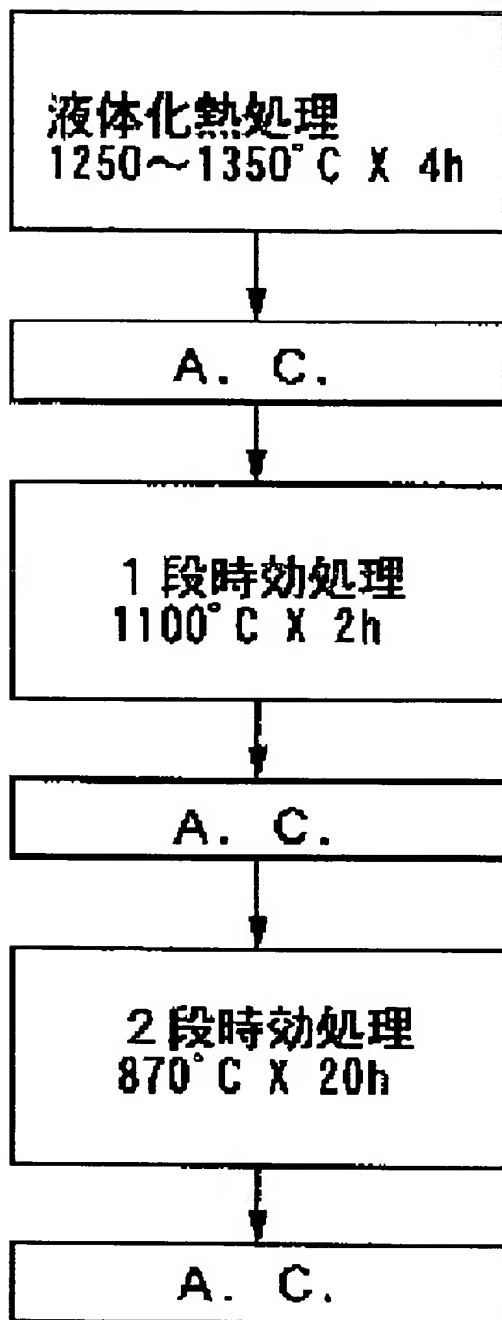
NOVELTY - 10-14wt% of chromium, 3-7wt% of aluminium, 0-5wt% of titanium, 4-6wt% of tungsten, 2-8wt% of tantalum, 1-3wt% of molybdenum, 7-12wt% of cobalt, 0.5-4wt% of ruthenium and 0.2wt% or less of carbon. The composition also includes nickel and unavoidable impurities as remainder.

USE - For turbine blades of gas turbine engine.

ADVANTAGE - The super alloy is not expensive and has improved creep rupture durability, high temperature corrosion proof property, oxidation and heat resistance. DESCRIPTION OF DRAWING(S)  
- The figure illustrates the diagram showing the heat treatment of super alloy component.

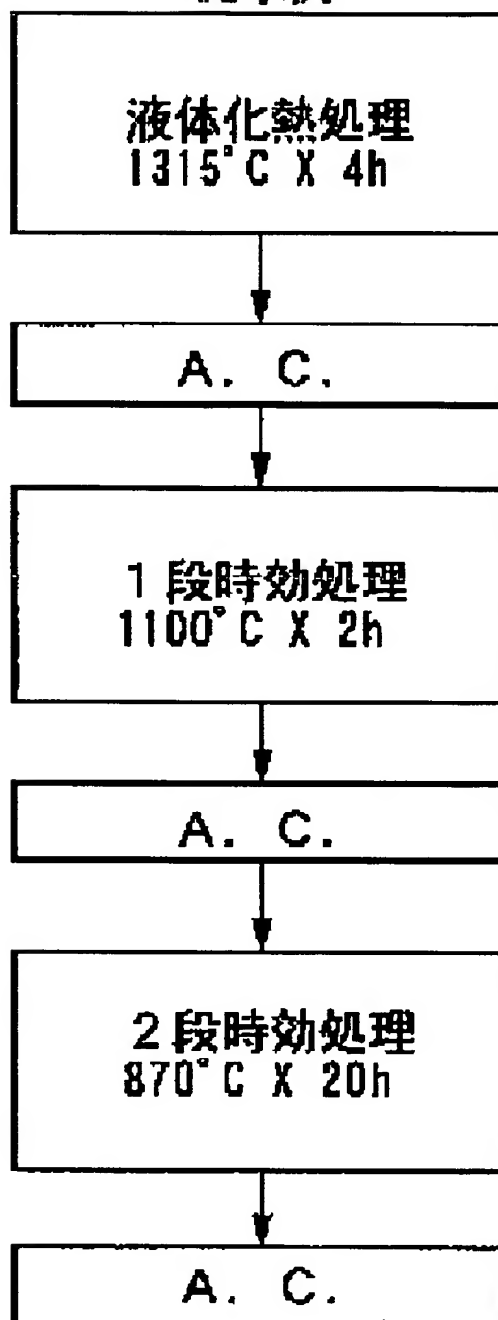
Dwg.1/4

## 実施例、比較例



(A)

## 従来例



(B)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-330872

(43) 公開日 平成10年(1998)12月15日

(51) Int. Cl. <sup>6</sup>

識別記号

F I

C22C 19/05

C22C 19/05

C

F01D 5/28

F01D 5/28

// F02C 7/00

F02C 7/00

C

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全11頁)

(21) 出願番号

特願平9-140632

(22) 出願日

平成9年(1997)5月29日

(71) 出願人 000003078

株式会社東芝

神奈川県川崎市幸区堀川町72番地

(72) 発明者 日野 武久

神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地

株式会社東芝京浜事業所内

(72) 発明者 山本 浩喜

神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地

株式会社東芝京浜事業所内

(72) 発明者 今井 潔

神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地

株式会社東芝京浜事業所内

(74) 代理人 弁理士 波多野 久 (外1名)

最終頁に続く

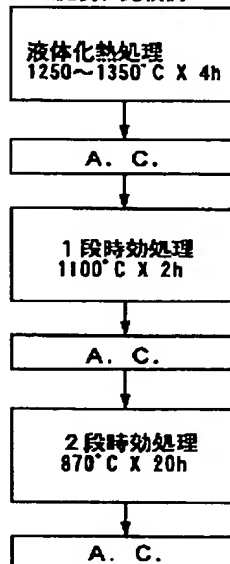
(54) 【発明の名称】 N i 基耐熱超合金及びN i 基耐熱超合金部品

(57) 【要約】

【課題】 従来のN i 基超合金にR u を含有させること、また、含有させる元素の最適化を図ることにより優れた高温耐食性を有し、かつ既存のN i 基単結晶合金に匹敵する高温強度を有するN i 基耐熱超合金及びN i 基耐熱超合金部品をより低コストで提供することを目的とする。

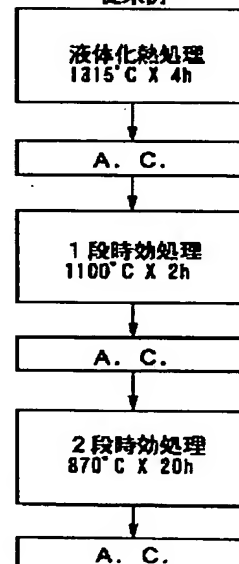
【解決手段】 N i 基耐熱超合金は、重量%で、C r : 10 ~ 14 %、A l : 3 ~ 7 %、T i : 0 ~ 5 %、W : 4 ~ 6 %、T a : 2 ~ 8 %、M o : 1 ~ 3 %、C o : 7 ~ 12 %、R u : 0.5 ~ 4 %、C : 0 ~ 0.2 % を含み、残部がN i 及び不可避免的混入物から構成されていることを特徴とする。

実施例、比較例



(A)

従来例



(B)

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、Cr:10~14%、Al:3~7%、Ti:0~5%、W:4~6%、Ta:2~8%、Mo:1~3%、Co:7~12%、Ru:0.5~4%、C:0.2%以下(0を含まない)を含み、残部がNi及び不可避免的混入物からなることを特徴とするNi基耐熱超合金。

【請求項2】 重量%で、Cr:11~13%、Al:3~7%、Ti:0~5%、W:4~6%、Ta:3~7%、Mo:1~3%、Co:8~10%、Ru:0.5~3%、C:0.2%以下(0を含まない)を含み、残部がNi及び不可避免的混入物からなることを特徴とするNi基耐熱超合金。

【請求項3】 請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、重量%で、Hfを0.1~1%含有することを特徴とするNi基耐熱超合金。

【請求項4】 請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、重量%で、Reを0.1~3%含有することを特徴とするNi基耐熱超合金。

【請求項5】 請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、重量%で、Yを0.01~1%含有することを特徴とするNi基耐熱超合金。

【請求項6】 請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、硫黄含量が10ppm以下であることを特徴とするNi基耐熱超合金。

【請求項7】 請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、 $\gamma$ 基地中に $\gamma'$ 相を体積率で60%析出させた組織を有することを特徴とするNi基耐熱超合金。

【請求項8】 請求項1~7記載のいずれかのNi基耐熱超合金によって、タービンプレード、その他のガスタービンエンジン部品を構成したことを特徴とするNi基耐熱超合金部品。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高温で長期間使用される部品、例えばタービンプレード等のガスタービンエンジン部品に適用されるNi基耐熱超合金及びNi基耐熱超合金部品に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】ガスタービンエンジンの高出力、高効率化にともなう燃焼温度の上昇によって、タービンプレードはもっとも厳しい使用環境に曝されている。そこで、タービンプレードの材料は、多結晶の普通鋳造合金から、応力軸方向の結晶粒界を無くし高温強度を高めた一方向凝固合金に、さらに、結晶粒界を無くして、固溶温度を上げることによって析出強化相である $\gamma'$ 相の析出率を高めさらに高温強度を向上させた単結晶合金へと変遷を遂げてきた。

【0003】近年、耐熱合金の材料としてはNi基耐熱合金が使用されている。Ni基耐熱合金は、 $\gamma$ 相(Ni

マトリックス)中に $\gamma'$ 相(Ni<sub>3</sub>(Al, Ti))を析出させ、また、 $\gamma$ 相および $\gamma'$ 相にTa、Mo、W、Re等を固溶させることによって強化させた合金である。

【0004】実際、航空機用エンジンのタービンプレードとして、一方向凝固させたNi基耐熱合金が適用され、主にRene80H、PWA1422、CM247LC等が用いられている。

【0005】航空機用、例えばジェットエンジンなどのタービンプレードは、高速で回転するために遠心力を受け易く、タービンプレードの長手方向に交わるような結晶粒界にクラックが発生しやすい。つまり、棒状のものが引っ張られることにより、引っ張る方向に垂直方向である結晶粒界の表面層部分からクラックが発生し易い。そこで、このようなクラックの発生に対処するために、タービンプレードの長手方向に垂直である結晶粒界自体を無くすという方法が開発された。この方法が、上述した一方向凝固である。一方向凝固は、Ni基耐熱合金などの合金を溶融状態から凝固させるときに、合金材料の下の端から冷却して、その冷やされた端から上へ向かって結晶を一方方向に成長させる方法である。前記方法をタービンプレードのような複雑な曲面を持つ機械部品に適用し、タービンプレードの長手方向に結晶を成長させることにより、クリープ破断強度等に優れたタービンプレードを得ることが可能である。

【0006】ところが、一方向凝固により得られたタービンプレードは数本の結晶が縦に長く延びているという構造を有し、それぞれの結晶の境目が完全に真直ぐではなく、ややジグザグになったり斜めになってしまっている。そのため、前記タービンプレードは、特に高温での十分な強度を得ることができない。

【0007】高温強度に関してのみ考慮すれば、Ni基一方向凝固合金は従来の製造方法によるNi基普通鋳造合金よりも優れているが、Ni基一方向凝固合金よりもさらにNi基単結晶合金の方が優れていることが知られている。しかしながら、Ni基単結晶合金は歩留まり率が悪く、現時点でNi基一方向凝固合金の約3倍のコストを要するため市場性において難点を有する。

## 【0008】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、近年急速に発展を続けているガスタービンの高温化、高効率化及び高出力化の要求に対し、これまでのものでは十分に満足できる高温強度を有するNi基一方向凝固合金を得ることは困難であった。

【0009】本発明はこのような課題に対処するためになされたものであり、従来のNi基耐熱超合金にRuを含有させること、また、含有させる元素の最適化を図ることにより優れた高温耐食性を有し、かつ既存のNi基単結晶合金に匹敵する高温強度を有するNi基耐熱超合金をより低コストで提供することを目的とする。

【0010】また、前記のようにして得られたNi基耐熱超合金を航空機用ガスタービン等に適用することにより、高温においても優れた強度を有するNi基耐熱超合金部品を提供することを目的とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、従来合金よりも優れた高温強度を有するNi基耐熱超合金及びその部品を開発すべく研究を行った結果、本発明に至ったものである。

【0012】即ち、請求項1記載のNi基耐熱超合金は、重量%で、Cr:10~14%、Al:3~7%、Ti:0~5%、W:4~6%、Ta:2~8%、Mo:1~3%、Co:7~12%、Ru:0.5~4%、C:0.2%以下(0を含まない)を含み、残部がNi及び不可避の混入物からなることを特徴とする。

【0013】本発明において、Ni基耐熱超合金に含有される元素の効果及び元素成分を限定した理由について説明する。

【0014】Cr(クロム)には、高温耐食性を向上させる作用がある。Crの含有量を10~14%と規定した理由は、含有量が10%未満においては所望の高温耐食性を確保することができず、含有量が14%を越えると析出強化相である $\gamma'$ 相(Ni(ニッケル)とAl(アルミニウム)の金属間化合物Ni<sub>3</sub>Al)の析出が抑制されるようになるばかりでなく、TCP相( $\sigma$ 相)と呼ばれる望ましくない脆化相が生成し、高温強度が低下してしまうためである。

【0015】また、Co(コバルト)は $\gamma'$ 相の固溶温度を低下させて溶体化処理を容易にするほか、耐高温腐食性を向上させる効果を有する元素である。Coの含有量を7~12%と規定した理由は、含有量が7%未満においては上述した効果を十分に得ることができず、また、12%を超えると $\gamma'$ 相の析出を抑制し高温強度が低下してしまうためである。

【0016】Al(アルミニウム)は $\gamma'$ 相を生成する主要合金元素であり、また表面にAl酸化物を形成することによって耐酸化性にも寄与している。Alの含有量を3~7%と規定した理由は、含有量が3%未満においては良好なクリープ破断強度を得るのに十分な $\gamma'$ 相を得られず、さらに耐酸化性も低下してしまい、含有量が7%を越えると溶体化処理が困難になり未固溶 $\gamma'$ 量が増加してクリープ破断強度が低下してしまうためである。

【0017】Ti(チタン)は $\gamma'$ 相中のAlを代替することができ、得られる相はNi<sub>3</sub>(Al、Ti)となるために $\gamma'$ 相の固溶強化に寄与し、また耐高温腐食性に優れたCr酸化物の生成を促進する元素である。Tiの含有量を0~5%と規定した理由は、含有量が0%と全く含まれない場合においても、本発明においてはAl(AIの含有量は3~7%)が必ず含有されているた

め、AlがTiと同様に $\gamma'$ 相を生成、強化する効果を有するためである。また、含有量が5%を超えると、共晶 $\gamma'$ 相を作りやすくかつ耐熱超合金の融点を下げってしまうため、溶体化処理温度を十分高くすることができず、共晶 $\gamma'$ を完全に固溶することが困難となり、クリープ破断強度が低下してしまうためである。さらに含有量が5%を超えると、耐酸化性に対しても有害となるためである。

【0018】以上から明らかなように、 $\gamma'$ 相を生成、強化するためには、AlかTiのいずれかの元素を含有させることが重要である。

【0019】W(タングステン)は、 $\gamma$ 相及び $\gamma'$ 相に固溶して両相を固溶強化する元素である。Wの含有量を4~6%とした理由は、4%未満においては特に $\gamma$ 相の強度が著しく低下してしまい、含有量が6%を越える場合には、 $\alpha$ -W相などのTCP相(後述するRe使用時にはRe-W相)を析出させてしまいクリープ破断強度が低下してしまうためである。

【0020】Ta(タンタル)は、主として $\gamma'$ 相に固溶して $\gamma'$ 相を強化するとともに耐高温腐食性を付与する元素である。Taの含有量を2~8%と規定した理由は、含有量が4%未満においては耐熱超合金の強度が低くなり、含有量が8%を超える場合には、共晶 $\gamma'$ 相を固溶させることが困難となり、クリープ破断強度が低下してしまうためである。

【0021】Mo(モリブデン)は、 $\gamma$ 相に固溶して $\gamma$ 相を強化する元素である。Moの含有量を1~3%と規定した理由は、最低1%の含有量が必要であり、含有量が3%を越えると脆化相であるTCP相( $\alpha$ -Mo相)を生じて、クリープ破断強度を低下させてしまうためである。

【0022】Ru(ルテニウム)は、主として $\gamma$ 相の強化元素である。Ruの含有量を0.5~4%と規定した理由は、最低0.5%の含有量が必要であり、含有量が4%を超える場合には密度が高く、耐熱超合金の比重を上げてしまうためである。また、Ruは希土類元素であるため、含有量が過度になると耐熱超合金の価格を引き上げてしまうためである。

【0023】C(炭素)は粒界強化元素であり、従来のNi基単結晶合金ではまったく添加されない元素である。またCは、単結晶タービンブレード製造時に生成する異結晶や、その後の熱処理と加工により生じる再結晶の粒界を強化するために、ごく少量含有することが望ましい。

【0024】従来のNi基単結晶合金では、Cのような粒界強化元素を含んでいないため、異結晶や再結晶の粒界はまったく強度を有しなかった。従って、単結晶合金についての高温強度が著しく低下してしまうために、異結晶や再結晶をもったタービンブレードはすべて廃却されていた。粒界強化元素であるCを添加することにより

粒界が十分に強化されて、異結晶や再結晶を有するタービンプレードが十分許容されるようになった。これにより、廃却品の割合を低下させて製品の生産性を向上させることが可能である。

【0025】Cの含有量を0.2%以下(0を含まない)と規定した理由は、含有量が0.2%を越える場合には、過剰のCが分離してしまうために疲労亀裂の起点となる炭化物を形成し、前記炭化物の形成によって、疲労強度が低下してしまうためである。

【0026】請求項2記載のNi基耐熱超合金は、重量%で、Cr:11~13%、Al:3~7%、Ti:0~5%、W:4~6%、Ta:3~7%、Mo:1~3%、Co:8~10%、Ru:0.5~3%、C:0.2%以下(0を含まない)を含み、残部がNi及び不可避混入物からなることを特徴とする。

【0027】本発明におけるNi基耐熱超合金の成分は、請求項1記載の成分と同様であるが、特に上記の範囲にある成分のNi基耐熱超合金を用いることが望ましい。

【0028】請求項3記載のNi基耐熱超合金は、請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、重量%で、Hfを0.1~1%含有することを特徴とする。

【0029】Hf(ハフニウム)は、Cと同様な粒界強化元素である。また、Hfは耐熱合金の融点を下げる働きがあり、粒界に偏析する。Hfの含有量を0.1~1%と規定した理由は、最低0.1%の含有量が必要であり、含有量が1%を超える場合には局部溶解温度を下げ、熱処理を困難にさせてしまうためである。

【0030】請求項4記載のNi基耐熱超合金は、請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、重量%で、Reを0.1~3%含有することを特徴とする。

【0031】Re(レニウム)は主として $\gamma$ 相の強化元素であり、かつ耐高温腐食性を高める合金元素である。Reの含有量を0.1~3%と規定した理由は、最低0.5%の含有量が必要であり、含有量が4%を超える場合には、密度が高く合金の比重を上げてしまい、また合金の比強度を下げてしまうためである。また、Reは希土類元素であるために、過度の添加は合金の価格を引き上げてしまうためである。

【0032】請求項5記載のNi基耐熱超合金は、請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、重量%で、Yを0.01~1%含有することを特徴とする。

【0033】Y(イットリウム)は、酸化皮膜の密着性を向上させる効果を持つ元素である。酸化皮膜は、高温で運転中のタービンプレード上に生成されるものである。前記酸化皮膜の密着性を向上させることにより、耐熱超合金の高温腐食性を向上させることが可能である。Yの含有量を0.01~1%と規定した理由は、最低0.01%の含有量が必要であり、含有量が1%を超えると粒界に偏析し、高温強度を低下させるためである。

【0034】請求項6記載のNi基耐熱超合金は、請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、硫黄含量が10ppm以下であることを特徴とする。

【0035】本発明における耐熱合金のベース金属にはNiが使用されているが、Niが単独の場合には十分な耐酸化性を得ることができない。そこで、耐酸化性を得るために、本発明においてはAlを添加して、Al酸化物を形成させて保護性のよい安定な酸化皮膜を合金表面に形成している。ところが、酸化皮膜が形成されたとしても、その酸化皮膜が簡単に剥離する場合には十分な耐酸化性を得ることができない。そのため、十分な耐酸化性を得るためには酸化皮膜と合金との密着性を向上させることが望ましい。

【0036】S(硫黄)は、酸化皮膜の密着性を向上させるために低濃度含有させることが望ましい。即ち、近年の研究から、Sは酸化皮膜と合金界面に偏析することにより酸化皮膜の密着性を低めていることが明らかになってきている。このことから、Sの含有量を10ppm以下と規定した。

【0037】請求項7記載のNi基耐熱超合金は、請求項1または2記載のNi基耐熱超合金において、 $\gamma$ 基地中に $\gamma'$ 相を体積率で60%析出させた組織を有することを特徴とする。

【0038】従来において、 $\gamma$ 基地中に $\gamma'$ 相を析出させて合金を強化する場合には、合金全体の約3分の2程度の $\gamma'$ 相を析出させることが良好であった。

【0039】本発明の合金組成を有するNi基耐熱超合金によれば、効果的な特性を得るためには、 $\gamma$ 基地中に $\gamma'$ 相を体積率で60%析出させることにより、効果的な特性を得ることが可能である。

【0040】請求項8記載のNi基耐熱超合金部品は、請求項1~7記載のいずれかのNi基耐熱超合金によって、タービンプレード、その他のガスタービンエンジン部品を構成したことを特徴とする。

【0041】本発明において、将来のガスタービンの高温化に伴う耐用温度の上昇にも十分対応可能な、ガスタービンエンジンの部品を得ることができる。また、特にタービンなどは、高速で回転するために遠心力を受け易い。従って、応力軸方向に垂直な結晶粒界を含まない一方向凝固させたNi基耐熱超合金を、タービンプレードとして用いることが可能である。

【0042】以上のことから、本発明で得られるNi基耐熱超合金は、歩留まり率が向上するために、従来のNi基単結晶合金よりも低コストで提供することが可能である。

【0043】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態について、以下の実施例を参照して説明する。

【0044】実施例1(表1:図1~4)

本実施例では、表1に示す成分組成範囲のNi基耐熱合

金属材料を用いた。

【0045】具体的なNi基耐熱合金材料の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.0%、Cr11.5%、Al4.5%、Ti3.0%、Ta4.1%、Mo2.1%、W5.3%、Re2.0%、Ru

2.1%、Hf0.10%、Y0.01%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免的不純物とした。

【0046】

【表1】

試料	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Ta	Mo	W	Re	Ru	Hf	Y	C	S
実施例1	bal.	9.0	11.5	4.5	3.0	4.1	2.1	5.3	2.0	2.1	0.10	0.01	0.01	10ppm以下
実施例2	bal.	11.1	13.0	5.5	0.8	5.1	1.8	4.8	2.8	3.1	0.10	0.01	0.02	10ppm以下
実施例3	bal.	9.1	12.5	5.1	2.1	4.1	1.8	4.0	2.8	3.0	0.10	0.01	0.02	10ppm以下
比較例	Na1	bal.	9.0	12.4	0.9	1.8	4.2	1.9	4.5	2.1	0.10	0.01	0.01	10ppm以下
	Na2	bal.	8.9	11.1	10.1	1.7	4.2	1.8	4.5	2.0	0.10	0.01	0.01	10ppm以下
	Na3	bal.	8.9	11.4	5.5	10.0	3.8	1.4	3.8	1.9	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na4	bal.	8.7	11.8	5.1	3.0	0.0	1.1	4.5	2.0	0.10	0.02	0.02	10ppm以下
	Na5	bal.	8.9	11.6	5.2	4.1	10.0	1.5	4.1	0.9	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na6	bal.	8.1	12.0	5.6	1.0	5.5	1.6	1.0	1.1	0.10	0.03	0.03	10ppm以下
	Na7	bal.	8.9	11.8	6.1	1.5	5.6	1.8	10.8	1.4	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na8	bal.	9.5	11.4	5.8	1.1	6.5	0.5	4.5	1.5	0.10	0.02	0.02	10ppm以下
	Na9	bal.	8.2	11.1	5.1	1.2	4.5	4.2	4.1	1.4	0.10	0.01	0.01	10ppm以下
	Na10	bal.	8.6	12.1	5.8	1.3	3.8	2.1	4.3	0.01	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na11	bal.	9.9	11.9	5.2	1.4	4.5	2.6	4.6	5.4	0.10	0.01	0.03	10ppm以下
	Na12	bal.	9.8	11.0	5.3	1.8	4.4	1.1	4.7	1.1	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na13	bal.	9.7	11.8	5.6	1.5	4.6	1.8	4.4	1.2	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na14	bal.	9.5	11.2	6.1	1.9	5.1	1.9	4.3	1.5	0.10	0.00	0.02	10ppm以下
	Na15	bal.	9.3	11.4	6.2	0.9	5.5	2.1	4.1	1.6	0.10	2.40	0.01	10ppm以下
	Na16	bal.	8.9	11.6	6.3	0.8	5.2	2.5	4.8	1.1	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na17	bal.	8.7	11.7	5.9	1.0	4.8	2.2	3.9	1.7	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na18	bal.	8.8	11.5	6.1	1.1	4.6	2.9	4.2	2.1	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na19	bal.	8.6	11.2	6.2	1.5	4.2	2.4	4.3	2.6	0.10	0.01	0.50	10ppm以下
	Na20	bal.	8.7	2.0	6.2	1.2	4.7	2.4	4.4	2.7	0.10	0.02	0.01	10ppm以下
	Na21	bal.	8.6	19.0	5.4	1.1	4.2	2.6	4.3	2.1	0.20	0.01	0.02	10ppm以下
従来例	bal.	9.5	6.2	5.5	1.0	6.5	0.6	6.5	3.0	0.0	0.10	0.00	0.00	10ppm以下

【0047】図1(A)に示すように、上記のNi基耐熱合金材料を溶融した後、高速凝固法により一方向凝固柱状晶に鋳造し、不活性雰囲気下において1300℃で加熱し、前記温度で4時間溶体化処理後空冷を行った。その後、1100℃で2時間時効処理後空冷を施し、さらに、870℃で20時間時効処理後空冷を施し、試験片を作製した。

【0048】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。クリーブ破断試験は、各試験片に対し大気中で温度850℃、応力46kgf/mm<sup>2</sup>の条件で試験を行い、破断寿命(h)を測定した。耐酸化性試験は、温度950℃の大気雰囲気中で9時間加熱後、1時間冷却という熱サイクルを100回反復して酸化質量増量を測定し、酸化量(mg/cm<sup>2</sup>)とした。耐高温腐食性試験は、Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>(75%)+NaCl(25%)の組成を有する900℃に加熱した溶融塩中に8時間浸漬した後、重量減少を測定し、腐食量(mm×10)とした。

【0049】上記の試験結果を図2～4に示す。

【0050】図2～4に示すように、クリーブ破断特性における寿命が約1500h程度、酸化量が約0.5mg/cm<sup>2</sup>程度、腐食量が約8mm×10程度であった。

【0051】実施例2(表1:図1～4)

本実施例では、表1に示す成分組成範囲のNi基耐熱合金材料を用いた。

【0052】具体的なNi基耐熱合金材料の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co11.1%、Cr13.0%、Al5.5%、Ti0.8%、Ta5.1%、Mo1.8%、W4.8%、Re2.8%、Ru3.1%、Hf0.10%、Y0.01%、C0.02%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免的不純物とした。

【0053】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0054】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、クリーブ破断特性における寿命が約1750時間程度、酸化量が約0.4mg/cm<sup>2</sup>程度、腐食量が約6mm×10程度であった。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0055】実施例3(表1:図1～4)

本実施例では、表1に示す成分組成範囲のNi基耐熱合金材料を用いた。

【0056】具体的なNi基耐熱合金材料の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.1%、Cr

12.5%、Al5.1%、Ti2.1%、Ta4.1%、Mo1.8%、W4.0%、Re2.8%、Ru3.0%、Hf0.10%、Y0.01%、C0.02%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免の不純物とした。

【0057】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0058】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、クリーブ破断特性における寿命が約1800時間程度、酸化量が約0.5mg/cm<sup>2</sup>程度、腐食量が約7.5mm×10程度であった。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0059】比較例1（表1、図1～4）

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として1及び2を用いた。

【0060】具体的な試料1の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.0%、Cr12.4%、Al0.9%、Ti1.8%、Ta4.2%、Mo1.9%、W4.5%、Re2.1%、Ru2.1%、Hf0.10%、Y0.01%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免の不純物とした。

【0061】具体的な試料2の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.9%、Cr11.1%、Al10.1%、Ti1.7%、Ta4.2%、Mo1.8%、W4.5%、Re2.0%、Ru2.2%、Hf0.10%、Y0.01%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免の不純物とした。

【0062】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0063】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように試料1は、腐食量については実施例とほぼ同様であったが、クリーブ寿命および酸化量については実施例よりも低下した。また試料2は、酸化量については実施例とほぼ同様であったが、クリーブ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0064】比較例2（表1、図1～4）

本比較例では、表1に示す成分組成の試料として3を用いた。

【0065】具体的な試料3の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.9%、Cr11.4%、Al5.5%、Ti10.0%、Ta3.7%、Mo1.4%、W3.8%、Re1.9%、Ru2.4%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免の不純物とし

た。

【0066】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0067】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、試料3は、クリーブ寿命および酸化量は実施例とほぼ同様であったが、酸化量については実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0068】比較例3（表1、図1～4）

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として4及び5を用いた。

【0069】具体的な試料4の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.7%、Cr11.8%、Al5.1%、Ti3.0%、Ta0.0%、Mo1.1%、W4.5%、Re2.0%、Ru1.1%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.02%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免の不純物とした。

【0070】試料5の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.9%、Cr11.6%、Al5.2%、Ti4.1%、Ta10.0%、Mo1.5%、W4.1%、Re0.9%、Ru1.2%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免の不純物とした。

【0071】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0072】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、試料4は、クリーブ寿命、酸化量および腐食量のいずれも実施例よりも低下した。また試料5は、酸化量は実施例とほぼ同様であったが、クリーブ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0073】比較例4（表1、図1～4）

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として6及び7を用いた。

【0074】具体的な試料6の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.1%、Cr12.0%、Al5.6%、Ti1.0%、Ta5.5%、Mo1.6%、W1.0%、Re1.1%、Ru1.4%、Hf0.10%、Y0.03%、C0.03%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免の不純物とした。

【0075】具体的な試料7の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.9%、Cr11.8%、Al6.1%、Ti1.5%、Ta5.6%、Mo1.8%、W10.8%、Re1.4%、Ru2.1%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免の不純物とした。

10

20

30

40

50



【0076】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0077】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように試料6および7は、酸化量については実施例と同様であったが、クリーブ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0078】比較例5 (表1、図1～4)

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として8及び9を用いた。

【0079】具体的な試料8の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.5%、Cr11.4%、Al5.8%、Ti1.1%、Ta6.5%、Mo0.5%、W4.5%、Re1.5%、Ru1.9%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.02%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避的不純物とした。

【0080】具体的な試料9の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.2%、Cr11.1%、Al5.1%、Ti1.2%、Ta4.5%、Mo4.2%、W4.1%、Re1.4%、Ru1.9%、Hf0.10%、Y0.01%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避的不純物とした。

【0081】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0082】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、試料8はクリーブ寿命、酸化量および腐食量のいずれも実施例よりも低下した。また試料9は、酸化量については実施例と同様であったが、クリーブ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0083】比較例6 (表1、図1～4)

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として10及び11を用いた。

【0084】具体的な試料10の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.6%、Cr12.1%、Al5.8%、Ti1.3%、Ta3.8%、Mo2.1%、W4.3%、Re0.08%、Ru1.4%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避的不純物とした。

【0085】具体的な試料11の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.9%、Cr11.9%、Al5.2%、Ti1.4%、Ta4.5%、Mo2.6%、W4.6%、Re5.4%、Ru1.7%、Hf0.10%、Y0.01%、C0.03%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避的不純物とした。

【0086】また、上記のNi基耐熱合金材料を用い

て、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0087】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように試料10は、酸化量については実施例と同様であったが、クリーブ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。また試料11は、クリーブ寿命、酸化量および腐食量のいずれも実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0088】比較例7 (表1、図1～4)

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として12及び13を用いた。

【0089】具体的な試料12の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.8%、Cr11.0%、Al5.3%、Ti1.8%、Ta4.4%、Mo1.1%、W4.7%、Re1.1%、Ru0.0%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避的不純物とした。

【0090】具体的な試料13の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.7%、Cr11.8%、Al5.6%、Ti1.5%、Ta4.6%、Mo1.8%、W4.4%、Re1.2%、Ru7.0%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避的不純物とした。

【0091】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0092】本実施例で得られた試験片を対象として、クリーブ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように試料12及び13は、酸化量については実施例と同様であったが、クリーブ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0093】比較例8 (表1、図1～4)

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として14及び15を用いた。

【0094】具体的な試料14の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.5%、Cr11.2%、Al6.1%、Ti1.9%、Ta5.1%、Mo1.9%、W4.3%、Re1.5%、Ru2.1%、Hf0.10%、C0.02%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避的不純物とした。

【0095】具体的な試料15の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.3%、Cr11.4%、Al6.2%、Ti0.9%、Ta5.5%、Mo2.1%、W4.1%、Re1.6%、Ru2.1%、Hf0.10%、Y2.40%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避的不純物とした。

【0096】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0097】本実施例で得られた試験片を対象として、

クリープ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように試料14は、酸化量については実施例と同様であったが、クリープ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。また試料15は、クリープ寿命および腐食量については実施例と同様であったが、酸化量については実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0098】比較例9 (表1、図1～4)

本比較例では、表1に示す成分組成の試料16を用いた。

【0099】具体的な試料16の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.9%、Cr11.6%、Al6.3%、Ti10.8%、Ta5.2%、Mo2.5%、W4.8%、Re1.1%、Ru2.0%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.01%、S100ppmを含み、残部をNi及び不可避免的不純物とした。

【0100】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0101】本実施例で得られた試験片を対象として、クリープ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、試料16は、クリープ寿命、酸化量および腐食量のいずれも実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0102】比較例10 (表1、図1～4)

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として17及び18を用いた。

【0103】具体的な試料17の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.7%、Cr11.7%、Al5.9%、Ti1.0%、Ta4.8%、Mo2.2%、W3.9%、Re1.7%、Ru1.9%、Hf0.00%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免的不純物とした。

【0104】具体的な試料18の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.8%、Cr11.5%、Al6.1%、Ti1.1%、Ta4.6%、Mo2.9%、W4.2%、Re2.1%、Ru1.8%、Hf3.00%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免的不純物とした。

【0105】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0106】本実施例で得られた試験片を対象として、クリープ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように試料17は、クリープ寿命および酸化量は実施例と同様であったが、腐食量は実施例よりも低下した。また試料18は、クリープ寿命、酸化量および腐食量のいずれも実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0107】比較例11 (表1、図1～4)

本比較例では、表1に示す成分組成の試料19を用いた。

【0108】具体的な試料19の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.6%、Cr11.2%、Al6.2%、Ti1.5%、Ta4.2%、Mo2.4%、W4.3%、Re2.6%、Ru1.7%、Hf0.10%、Y0.01%、C0.50%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免的不純物とした。

10 【0109】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0110】本実施例で得られた試験片を対象として、クリープ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、試料19は、クリープ寿命、酸化量および腐食量のいずれも実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0111】比較例12 (表1、図1～4)

本比較例では、表1に示す成分組成の異なる二種類の試料として20及び21を用いた。

【0112】具体的な試料20の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.7%、Cr2.0%、Al6.2%、Ti1.2%、Ta4.7%、Mo2.4%、W4.4%、Re2.7%、Ru1.8%、Hf0.10%、Y0.02%、C0.01%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免的不純物とした。

【0113】具体的な試料21の組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co8.6%、Cr19.0%、Al5.4%、Ti1.1%、Ta4.2%、Mo2.6%、W4.3%、Re2.1%、Ru1.7%、Hf0.20%、Y0.01%、C0.02%、S5ppmを含み、残部をNi及び不可避免的不純物とした。

【0114】また、上記のNi基耐熱合金材料を用いて、実施例1と同様の処理を施した試験片を作製した。

【0115】本実施例で得られた試験片を対象として、クリープ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、試料20は、酸化量は実施例とほぼ同様であったが、クリープ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。また試料21は、クリープ寿命、酸化量および腐食量のいずれも実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0116】従来例 (表1、図1～4)

本従来例では、表1に示す成分組成のNi基耐熱合金材料を用いた。

【0117】具体的な組成は表1に示すように、重量パーセントで、Co9.5%、Cr6.2%、Al5.5%、Ti1.0%、Ta6.5%、Mo0.6%、W6.5%、Re3.0%、Ru0.0%、Hf0.10%、Y0.00%、C0.00%、S5ppmを含み、

残部をNi及び不可避免的不純物とした。

【0118】図1(B)に示すように、上記のNi基耐熱合金材料を熔融した後、高速凝固法により一方向凝固柱状晶に鑄造し、不活性雰囲気下において1315℃で加熱し、前記温度で4時間溶体化処理後空冷を行った。その後、1100℃で2時間時効処理後空冷を施し、さらに、870℃で20時間時効処理後空冷を施し、試験片を作製した。

【0119】本実施例で得られた試験片を対象として、クリープ破断試験、耐酸化性試験および耐高温腐食性試験を行った。その結果、図2～4に示すように、従来例は、酸化量は実施例とほぼ同様であったが、クリープ寿命および腐食量については実施例よりも低下した。なお、試験条件は実施例1と同様である。

【0120】本実施形態の比較例において、AlおよびTiの含有量が多い試料2及び3は、合金の熱処理後に、未固溶である $\gamma'$ 相や共晶 $\gamma'$ 相が残留し、図1に示すように特にクリープ破断寿命が短い。またTa、Mo、W、Re含有量が多い試料11、5、9、7は、合金中に $\alpha$ -(W, Mo)相やRe-W, Re-Mo相が析出してしまうために、クリープ破断寿命が短い。さらに、Al含有率が低い試料1の合金およびTi含有率の高い試料3の合金は、図2に示すように耐酸化性が低下している。また耐高温腐食性についてはCr量の低下(試料20)、及びRe添加量の低下(試料10)が影響を及ぼしている。

【0121】またYを添加していない試料14の合金は、耐酸化性に有効な酸化皮膜についての剥離が生じ、

図2に示すように耐酸化性が低下している。

【0122】これに対して実施例1～3における本発明合金はAl、Ti、W、Ta、Mo、Ru、Reの合金元素をバランスよく添加しているため、熱処理後の未固溶 $\gamma'$ 相、および共晶 $\gamma'$ 相の残留がなく、また脆化相である $\alpha$ -(W, Mo)およびRe-W, Re-Mo相の析出も見られず、図1に示すようにクリープ破断寿命が比較例および従来例にくらべ優れた値を示している。

【0123】また、Cr、Re含有率が高いこと及びY、Hfの添加及び低濃度のSを添加することにより図2、3に示すように耐高温腐食性、耐酸化性が比較例および従来例にくらべ優れた値を示している。

【0124】

【発明の効果】以上で説明したように、本発明によるNi基耐熱超合金及びNi基耐熱超合金部品によれば、従来合金に比べて優れたクリープ破断寿命、耐高温腐食性及び耐酸化性を有し、また、従来よりもより低コストでNi基耐熱超合金を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

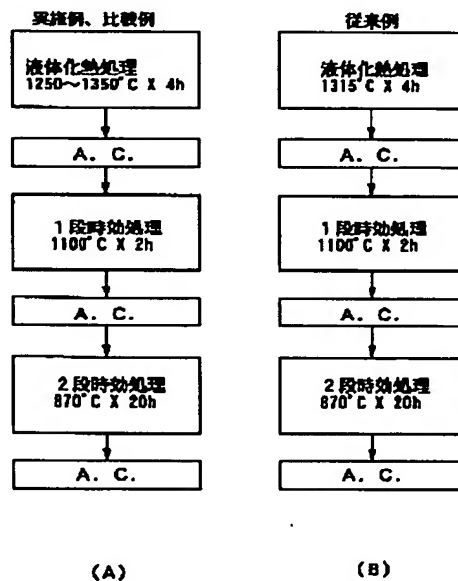
【図1】(A)は本発明の実施例及び比較例の熱処理について示す図。(B)は本発明の従来例の熱処理について示す図。

【図2】本発明の実施例、比較例及び従来例のクリープ試験結果について示すグラフ。

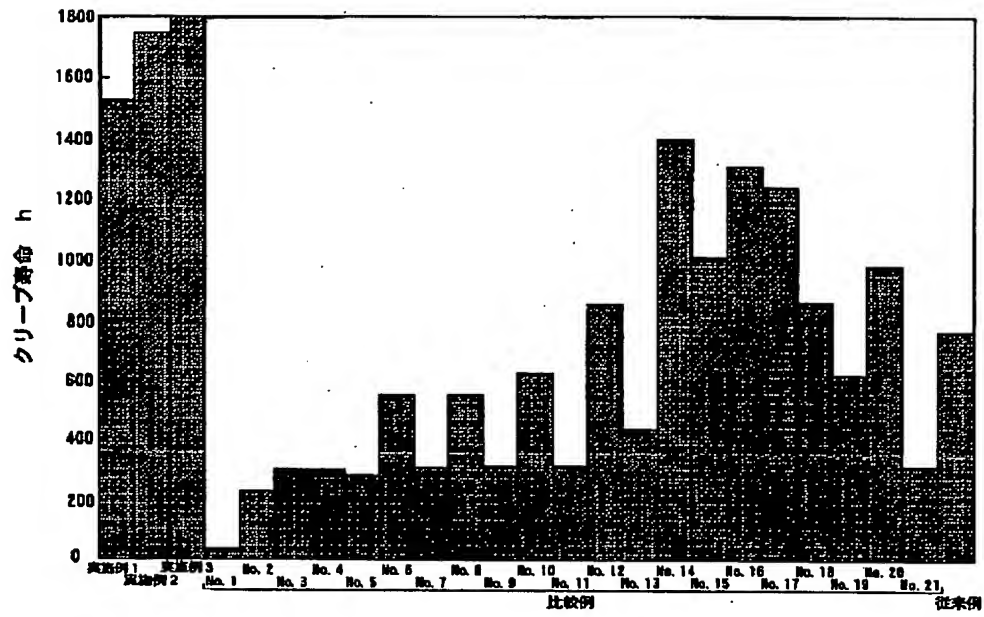
【図3】本発明の実施例、比較例及び従来例の酸化試験結果について示すグラフ。

【図4】本発明の実施例、比較例及び従来例の高温腐食試験結果について示すグラフ。

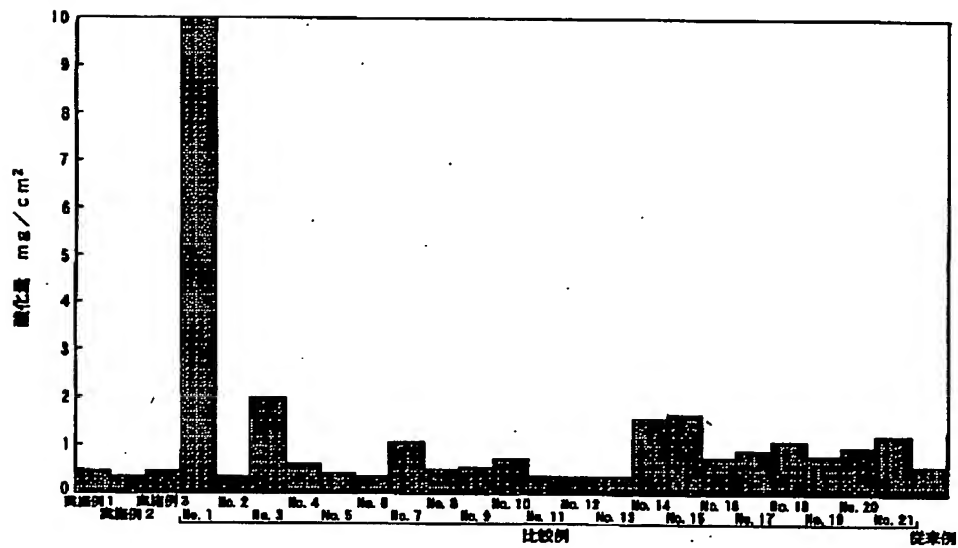
【図1】



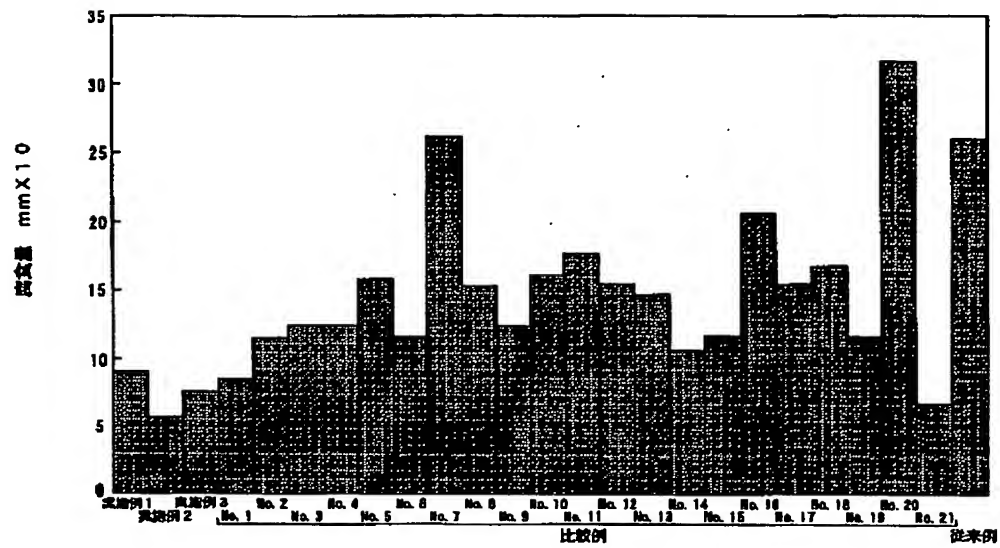
【図 2】



【図 3】



【図 4】



フロントページの続き

(72)発明者 石渡 裕  
 神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地  
 株式会社東芝京浜事業所内

(72)発明者 吉岡 洋明  
 神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地  
 株式会社東芝京浜事業所内